

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN(11)Publication number : **06-017141**(43)Date of publication of application : **25.01.1994**

(51)Int.Cl.

C21D 9/48
C21D 8/04
// C22C 38/00
C22C 38/18(21)Application number : **04-175870**(71)Applicant : **NIPPON STEEL CORP**(22)Date of filing : **03.07.1992**(72)Inventor : **SENUMA TAKEHIDE**
MATSUMURA GIICHI**(54) PRODUCTION OF COLD ROLLED STEEL SHEET EXCELLENT IN WORKABILITY AND SHAPE**

(57)Abstract:

PURPOSE: To improve deep drawability and the shape of a hot rolled plate by specifying the chemical composition of a steel and hot rolling and cooling conditions, respectively, and refining the structure of the hot rolled plate.

CONSTITUTION: A steel having a composition consisting of, by weight, 0.0005–0.0025% C, ≤ 0.005% N, ≤0.1% P, ≤0.02% S, ≤0.1% Al, ≥0.1% of one or more elements among Mn, Si, Cr, Cu, Ni, and Mo, and the balance Fe with inevitable impurities is rolled at a finishing temp. between the Ar₃ transformation point and (Ar₃ +50° C) at ≥30% final draft. Cooling is done from the point of time directly after rolling down to (Ar₃ transformation point –50° C) at ≥50° C/sec average cooling rate. Then the steel is rolled at 0.5–10% draft and coiled at ≤750° C. Successively, ordinary cold rolling and annealing are done.

(19)日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11)特許出願公開番号

特開平6-17141

(43)公開日 平成6年(1994)1月25日

(51)Int.Cl. ⁵	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 1 D 9/48	E			
8/04	A	7412-4K		
// C 2 2 C 38/00	3 0 1 S			
38/18				

審査請求 未請求 請求項の数 2(全 8 頁)

(21)出願番号	特願平4-175870	(71)出願人	000006655 新日本製鐵株式会社 東京都千代田区大手町 2 丁目 6 番 3 号
(22)出願日	平成 4 年(1992) 7 月 3 日	(72)発明者	瀬沼 武秀 千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式 会社技術開発本部内
		(72)発明者	松村 義一 千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式 会社技術開発本部内
		(74)代理人	弁理士 椎名 彊 (外 1 名)

(54)【発明の名称】 加工性及び形状の優れた冷延鋼板の製造方法

(57)【要約】

【目的】 本発明は、深絞り性及び形状に優れた冷延鋼板を提供する。

【構成】 極低炭素アルミキルド鋼を変態点以上で仕上圧延する際、最終段の圧下率を少なくとも30%以上と限定するか、または変態点以上～変態点+100℃の温度域での圧下率を少なくとも70%以上と限定し、圧延後すぐに急冷し、熱延板の微細化を図る。その後弱圧下の形状制御圧延を行ない、低温で巻取り、引き続き通常の冷延、焼鈍をする深絞り用冷延鋼板の製造方法。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%でC：0.0005%以上、0.0025%以下、N：0.005%以下、P：0.1%以下、S：0.02%以下、Al：0.1%以下を含み、Mn、Si、Cr、Cu、Ni、Moの1種または2種以上の含有量が0.1%以上、1.5%以下で残部Feおよび不可避免の不純物からなる鋼をAr₃変態点以上、Ar₃変態点+50℃以下の仕上温度で、かつ最終圧下率30%以上で圧延した後、圧延直後から冷却を開始し、圧延直後からAr₃変態点-50℃までの平均冷速50℃/sec以上で冷却し、その後0.5%以上、10%以下の圧延をし、750℃以下で巻取、引き続き、通常の酸洗、冷延、焼鈍を行なうことを特徴とする加工性及び形状の優れた冷延鋼板の製造方法。

【請求項2】 重量%でC：0.0005%以上、0.0025%以下、N：0.005%以下、P：0.1%以下、S：0.02%以下、Al：0.1%以下を含み、Mn、Si、Cr、Cu、Ni、Moの1種または2種以上の含有量が0.1%以上、1.5%以下で残部Feおよび不可避免の不純物からなる鋼をAr₃変態点以上、Ar₃変態点+100℃以下の温度域で少なくとも全圧下率が70%以上の圧延を行ない、Ar₃変態点以上で仕上圧延を終了し、圧延直後からAr₃変態点-50℃までの平均冷速50℃/sec以上で冷却し、その後0.5%以上、10%以下の圧延をし、750℃以下で巻取、引き続き、通常の酸洗、冷延、焼鈍を行なうことを特徴とする加工性及び形状の優れた冷延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は深絞り性及び形状に優れた冷延鋼板の製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】冷延焼鈍後の成品板の深絞り性を向上させる方法として、熱延板を微細化することが有効であることが知られており、その微細化を達成するために、熱延後できるだけ速やかに冷却する技術が開示されている（例えば、特開昭58-48635号公報、特開昭61-276930号公報）。一方、熱延板を微細化する方法に熱延圧下率を高めることが有効であることが高張力鋼の成分系では確認されている（特開昭59-107023号公報、特開昭58-221258号公報）。この微細化方法を極低炭素鋼に適用することにより若干の組織の微細化を図ることはできるが、従来の冷却条件では大圧下圧延して顕著な細粒化効果が得られないのが現状である。

【0003】また、最終段で大圧下圧延を行なうと熱延板の形状が劣化し、それが冷延時の操業に支障を及ぼすことがあり、多くの場合最終製品板の品質の劣化にもつながる。それゆえ、形状の観点から現状では最終段の圧

下率は一般に30%以下に抑えられている。そのうえ、現状の連続熱延設備では仕上圧延機直後に形状制御のセンサーである板厚計、板幅計、クラウン測定装置などの板形状の計測器があるため、仕上圧延後すぐに冷却を開始することができない。一方、冷却装置を仕上圧延機直前に設置し、板形状の計測器を後方に設置すると形状制御の応答性が悪くなり、制御性の劣化を招くという問題が存在する。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、極低炭素鋼の熱延冷却条件を最適化し、熱延板の組織を細粒化することにより深絞り性及び形状の優れた冷延鋼板を製造する方法を提供するものである。

【0005】

【課題を解決するための手段】本発明者らは高張力熱延鋼板を微細化する研究を長年にわたり行ない、加工度の増加、冷却速度の増加、冷却開始時間の短縮が細粒化に効果的であることを見いだした。この知見を基に極低炭素鋼の細粒化を試みたところ、成分の高純化に伴い冷却速度の増加および冷却開始時間の短縮により必ずしも細粒化は促進されず、表面近傍に柱状晶の粗大粒が生成することが分かった。

【0006】また、極低炭素鋼は大圧下圧延をした後、通常のパターンで冷却しても細粒化はほとんど達成できなかった。この原因を加工度、冷却速度、冷却開始時間を正確に制御できるラボ試験機を用いた実験で詳細に検討したところ、大圧下圧延の直後からオーステナイトは急速に再結晶を起こし、加工によって導入された転位の消滅を招き、フェライト粒の微細化が十分達成できないことが分かった。本来は加工度の増加に基づき、導入される転位が多くなるので微細化は進むことが期待されたが、加工度の増加は同時に加工発熱による温度上昇も伴うため、熱的活性化過程による転位の消滅も顕著に進み細粒化が達成できなかったものと考えられる。大圧下圧延により高張力鋼では細粒化が達成でき、極低炭素鋼では顕著な組織の微細化が達成できなかったのは、極低炭素鋼の成分の高純化が転位の消滅を容易にしたことによると考えられる。

【0007】本発明者らは極低炭素鋼の細粒化及び深絞り性に及ぼす成分、熱延条件、熱延後の冷速、冷却開始時間の影響を検討し、限られた条件下でのみ極低炭素鋼の熱延板の顕著な細粒化が達成できると共に優れた形状制御ができ、深絞り性を有する冷延鋼板が得られることが分かった。本発明の要旨とするところは、

(1) 重量%でC：0.0005%以上、0.0025%以下、N：0.005%以下、P：0.1%以下、S：0.02%以下、Al：0.1%以下を含み、Mn、Si、Cr、Cu、Ni、Moの1種または2種以上の含有量が0.1%以上、1.5%以下で残部Feおよび不可避免の不純物からなる鋼をAr₃変態点以上、A

r_3 変態点+50℃以下の仕上温度で、かつ最終圧下率30%以上で圧延した後、圧延直後から冷却を開始し、圧延直後から A_{r_3} 変態点-50℃までの平均冷速50℃/sec以上で冷却し、その後0.5%以上、10%以下の圧延をし、750℃以下で巻取、引き続き、通常の酸洗、冷延、焼鈍を行なうことを特徴とする加工性及び形状の優れた冷延鋼板の製造方法。

【0008】(2)重量%でC:0.0005%以上、0.0025%以下、N:0.005%以下、P:0.1%以下、S:0.02%以下、Al:0.1%以下を含み、Mn, Si, Cr, Cu, Ni, Moの1種または2種以上の含有量が0.1%以上、1.5%以下で残部Feおよび不可避免的不純物からなる鋼を A_{r_3} 変態点以上、 A_{r_3} 変態点+100℃以下の温度域で少なくとも全圧下率が70%以上の圧延を行ない、 A_{r_3} 変態点以上で仕上圧延を終了し、圧延直後から A_{r_3} 変態点-50℃までの平均冷速50℃/sec以上で冷却し、その後0.5%以上、10%以下の圧延をし、750℃以下で巻取、引き続き、通常の酸洗、冷延、焼鈍を行なうことを特徴とする加工性及び形状の優れた冷延鋼板の製造方法にある。

【0009】以下に、本発明を詳細に説明する。本発明の成分は組織の微細化と深絞り性の両方の観点より限定される。C量およびN量の上限を0.0025%としたのは、これ以上の添加は耐時効性を劣化させるためである。C量の下限を0.0005%としたのは、これ以下の添加では熱延板の細粒化が十分起きず、最終製品の深絞り性が劣化するためである。Mn, Si, Cr, Cu, Ni, Moの1種または2種以上の含有量の下限を0.1%としたのは、これ以下の添加では熱延板の細粒化が十分起きず、最終製品の深絞り性が劣化するためである。また、上限を1.5%としたのは、これ以上の添加は深絞り性の劣化を招くためである。P, S, Alの添加量の上限は成形性より限定されるもので、P, Alは0.1%以上、Sは0.02%以上添加されると、熱延時あるいは成品板のプレス加工時などで欠陥が生じる可能性が高くなるためである。なお本発明において、2次加工割れの防止に0.0050%以下のB添加しても本発明の趣旨を損なうものではない。

【0010】つぎに、プロセス条件の限定理由について述べる。先ず第1の発明の条件である。 A_{r_3} 変態点以上、 A_{r_3} 変態点+50℃以下の仕上温度で、かつ最終圧下率30%以上で圧延した後、圧延直後から冷却を開始し、圧延直後から A_{r_3} 変態点-50℃までの平均冷速50℃/sec以上で冷却するというプロセス条件の限定は熱延板の組織を微細化するためのものである。熱延の仕上温度が A_{r_3} 変態点以下であると、加工粒あるいはフェライトの再結晶粒が生成し、十分な細粒化が達成できない。一方、仕上温度が A_{r_3} 変態点+50℃以上になるとオーステナイト中の転位密度が低く、変態後

のフェライト組織が微細にならない。最終圧下率の下限を30%としたのは、これ以下の圧下率ではフェライト組織が顕著に微細化しないためである。しかし、顕著な微細化を達成するには下記する冷却条件との組み合わせが必須である。すなわち、冷却を圧延直後から開始し、その冷速を限定することにより本発明鋼の顕著な微細化が可能になる。圧延直後から A_{r_3} 変態点-50℃までの平均冷速を50℃/s以上に限定したのは、これ以上の冷速で冷却することにより変態後のフェライト組織が顕著に微細になるためである。

【0011】次に第2の発明の条件限定である A_{r_3} 変態点以上、 A_{r_3} 変態点+100℃以下の温度域での全圧下率の下限を70%としたのは、これ以下の全圧下率では、下記の冷却条件を満足しても熱延板の微細化が十分達成できず、最終製品の深絞り性が劣化するためである。また、熱延の仕上温度を A_{r_3} 変態点以上と限定したのは、それ以下の温度で仕上圧延を行なうと、加工粒あるいはフェライトの再結晶粒が生成し、十分な細粒化が達成できず、最終製品の深絞り性が劣化するためである。圧延直後から A_{r_3} 変態点-50℃までの平均冷速を50℃/sec以上と限定したのは、これ以下の冷速で冷却すると、熱延板の微細化が十分達成できず、最終製品の深絞り性が劣化するためである。

【0012】また、引き続き行なう圧延は形状補正のために行なうもので、それに必要な最低圧下率が0.5%である。一方、上限圧下率を10%としたのは、圧下率がそれ以上になると冷却中及び巻取工程においてひずみの緩和を図ろうと組織の粗大化が起こる可能性が高いためである。そして、それに伴い最終製品の深絞り性が劣化する。巻取温度の上限を750℃としたのは、それ以上の巻取温度では上記の組織の粗大化が起こる可能性が高いためである。

【0013】上記の形状補正圧延は A_{r_3} 変態点-50℃以下、巻取までのどの時点で行なってもよいが、仕上圧延機最終段の圧延機を利用することによって、形状制御のセンサーである板厚計、板幅計、クラウン測定装置などの板形状の計測器を現状の設置位置で使用できる利点がある。この場合、最終段の前のパス間に冷却装置を設置し、最終段に達するまでに A_{r_3} 変態点-50℃まで冷却する必要がある。本発明鋼は冷延後めっき工程をへて表面処理鋼板として使用されることは本発明の趣旨を何ら損するものではない。

【0014】

【実施例】

実施例1

本発明の実施例を、比較例と共に説明する。表1に示した成分組成を有する鋼を種々の条件で製造した。ここで変態点は1℃/sで冷却した時の変態開始温度をフォーマスターを用いて求めた値である。各実験の製造条件、熱延板の結晶粒度、熱延板の急峻度及び成品板のr値を

表2に示す。粒度番号はASTM-No.である。急峻度は板幅方向の波形状を分母を振幅、分子を波の高さで表したものである。時効指数は10%の予備加工を与え、100℃で1時間の人工時効をした後、引張試験をし、時効による強度の上昇を求めた。一般に、時効指数が20MPa以上になるとストレッチャーストレインが発生し品質の劣化が見られる。スラブ加熱温度は1200℃で、仕上げ板厚は4mmである。冷延率は80%で、焼鈍は連続焼鈍炉で820℃で100秒間行なった。ただし、実験24は780℃の連続溶融亜鉛めっきラインにて合金めっきを行なった。

【0015】本発明の範囲である実験番号1、2、10、11、12、14、16、17、18、19、22、23、24は熱延板の粒径も細かく、成品板のr値も高い。また、熱延板の急峻度も小さい。最終段の圧下率が本発明の範囲以下であったため実験番号3の材料は熱延板の組織が十分微細にならず、成品板のr値が高くなかった。形状制御圧延の圧下率が本発明の範囲外の実験番号4の材料は熱延板の急峻度が大きく、冷延の作業性が悪く、成品板の形状でも部分的に不良部が存在した。一方、形状制御圧延の圧下率が本発明の範囲より大きかった実験番号5の材料は、部分的に熱延板で粗大粒が生成し、成品板のr値が高くなかった。熱延板での同様の粗大粒は巻取温度が本発明の範囲以上であった実験番号6の材料にも見られた。

【0016】仕上圧延終了から A_{r_3} 変態点-50℃までの平均冷速が本発明の範囲以下の実験番号7の材料は、熱延板の組織が十分微細にならず、成品板のr値が高くなかった。仕上温度が変態点以下となった実験番号9の材料では熱延組織が部分的に加工組織を呈し、成品板のr値が高くなかった。また、仕上温度が本発明範囲を超えた実験番号8の材料は熱延板の組織が十分微細にならず、成品板のr値が高くなかった。C量が本発明範囲を超えた実験番号13の材料は、時効指数が高かった。また、C量が本発明範囲以下である実験番号15の材料は、熱延板が粗粒になり、成品板のr値が比較的低い。

【0017】Mn, Si, Cr, Cu, Ni, Moの1種または2種以上の含有量が本発明の範囲以下であった実験番号21の材料は、熱延板が粗粒になり、成品板のr値が高くなかった。逆に本発明の範囲以上添加された実験番号20の材料は、熱延板組織は微細になるが成品板のr値は低い。連続溶融めっきラインを通した本発明の範囲内の実験番号24の材料でも高いr値が得られており、連続焼鈍以外の焼鈍プロセスでも本発明鋼は優れた特性を示す。表中には記していないが本発明鋼はr値の異方性も低くなり、表中の本発明鋼では一般に Δr の絶対値が0.3以下であった。

【0018】

【表1】

【0019】

表 I

材 料	C	Si	Mn	P	S	B	Cr	Cu	Ni	Mo	Al	N	A ₁ 変態点 (°C)	本発明材○ 比較材 ×
A	0.0015	0.01	0.12	0.008	0.005	—	—	—	—	—	0.035	0.0020	901	○
B	0.0008	0.02	0.15	0.010	0.007	—	—	—	—	—	0.050	0.0022	903	○
C	0.0028	0.01	0.10	0.010	0.008	—	—	—	—	—	0.044	0.0025	897	×
D	0.0022	0.01	0.12	0.009	0.009	0.0005	—	—	—	—	0.038	0.0028	896	○
E	0.0003	0.01	0.13	0.008	0.008	—	—	—	—	—	0.039	0.0025	906	×
F	0.0017	0.22	0.53	0.008	0.006	—	—	—	—	—	0.045	0.0033	872	○
G	0.0015	0.02	0.15	0.007	0.009	—	—	0.72	0.36	—	0.038	0.0028	873	○
H	0.0014	0.01	0.18	0.082	0.010	—	—	—	—	—	0.040	0.0026	903	○
I	0.0015	0.01	0.20	0.009	0.008	—	0.62	—	—	0.32	0.038	0.0029	863	○
J	0.0016	0.25	1.20	0.010	0.010	—	0.32	—	—	—	0.052	0.0028	832	×
K	0.0014	0.01	0.05	0.008	0.006	—	—	—	—	—	0.029	0.0023	903	×
L	0.0013	0.01	0.13	0.010	0.005	0.0023	—	—	—	—	0.022	0.0021	901	○

【表2】

表 2

実験番号	材料	仕上温度 (°C)	最終の圧下率 (%)	仕上温度から A_{r_3} -50°C までの冷却速度 (°C/s)	形状制御圧延の圧下率 (%)	熱延温度 (°C)	熱延板の粒度番号 (ASND)	熱延板の急峻度 (%)	成品板の r 値	成品板の時効指数 (MPa)	本発明の材料 ×
1	A	930	40	70	4	655	9.6	0.96	2.32	8	○
2	A	925	50	70	4	665	10.3	1.23	2.43	7	○
3	A	917	25	70	4	654	7.9	0.94	1.87	9	×
4	A	935	40	70	0.2	633	9.5	3.42	2.22	10	×
5	A	928	40	70	15	629	6.3	0.84	1.53	10	×
6	A	930	40	70	4	702	5.1	0.99	1.42	9	×
7	A	925	40	35	4	613	7.7	1.12	1.85	9	×
8	A	935	40	70	4	633	6.8	1.02	1.70	8	×
9	A	883	40	70	4	642	—	1.15	1.65	10	×
10	A	936	40	150	4	622	10.2	1.22	2.36	11	○
11	A	929	40	70	4	725	8.5	1.32	2.08	10	○
12	B	935	40	70	4	652	9.9	1.02	2.52	9	○
13	C	928	40	70	4	701	9.4	1.11	2.32	36	×
14	D	928	40	70	4	672	10.5	1.21	2.45	11	○
15	E	920	40	70	4	680	7.2	1.25	1.93	8	×
16	F	885	40	70	4	653	11.0	0.88	2.25	8	○
17	G	901	40	70	4	640	10.8	1.15	2.20	13	○
18	H	928	40	70	4	682	10.5	1.02	2.40	12	○
19	I	888	40	70	4	670	11.3	1.25	2.15	8	○
20	J	865	40	70	4	645	11.5	1.03	1.80	7	×
21	K	942	40	70	4	670	7.5	1.16	1.90	12	×
22	L	940	40	70	4	682	9.8	1.19	2.23	10	○
23	L	936	40	70	4	153	10.2	1.26	2.24	14	○
24	A	929	40	70	4	632	9.8	1.00	2.16	12	○

【0020】実施例 2

実施例 1 と同様に、表 1 に示した成分組成を有する鋼を種々の条件で製造した。ここで変態点は $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ で冷却した時の変態開始温度をフォーマスターを用いて求めた値である。各実験の製造条件、熱延板の結晶粒度、熱延板の急峻度及び成品板の r 値を表 3 に示す。粒度番号は ASTM-No. である。急峻度は板幅方向の波形状を分母を振幅、分子を波の高さで表したものである。時効指数は 10% の予備加工を与え、 100°C で 1 時間の人工時効をした後、引張試験をし、時効による強度の上昇を求めた。一般に、時効指数が 20 MPa 以上になるとストレッチャーストレインが発生し品質の劣化が見られる。スラブ加熱温度は 1200°C で、仕上げ板厚は 4 mm である。冷延率は 80% で、焼鈍は連続焼鈍炉で 820°C で 100 秒間行なった。ただし、実験 24 は 780°C の連続溶融亜鉛めっきラインにて合金めっきを行なっ

た。

【0021】本発明の範囲である実験番号 25、26、34、35、36、38、40、41、42、43、46、47、48 は熱延板の粒度も細かく、成品板の r 値も高い。また、熱延板の急峻度も小さい。 A_{r_3} 変態点 $+100^{\circ}\text{C} \sim A_{r_3}$ 変態点の温度域での全圧下率が本発明の範囲以下の実験番号 27 の材料は、熱延板の組織が十分微細にならず、成品板の r 値が高くなかった。形状制御圧延の圧下率が本発明の範囲外の実験番号 28 の材料は熱延板の急峻度が大きく、冷延の作業性が悪く、成品板の形状でも部分的に不良部が存在した。一方、形状制御圧延の圧下率が本発明の範囲より大きかった実験番号 29 の材料は、部分的に熱延板で粗大粒が生成し、成品板の r 値が高くなかった。熱延板での同

様の粗大粒は巻取温度が本発明の範囲以上であった実験番号30の材料にも見られた。

【0022】仕上圧延終了から A_{r_3} 変態点 -50°C までの平均冷速が本発明の範囲以下の実験番号31の材料は、熱延板の組織が十分微細にならず、成品板の r 値が高くなかった。仕上温度が変態点以下となった実験番号33の材料では熱延組織が部分的に加工組織を呈し、成品板の r 値が高くなかった。また、仕上温度が本発明範囲を超えた実験番号32の材料は熱延板の組織が十分微細にならず、成品板の r 値が高くなかった。C量が本発明範囲を超えた実験番号37の材料は、時効指数が高かった。また、C量が本発明範囲以下である実験番号39の材料は、熱延板が粗粒になり、成品板の r 値が比較的低い。

【0023】Mn, Si, Cr, Cu, Ni, Moの1種または2種以上の含有量が本発明の範囲以下であった実験番号45の材料は、熱延板が粗粒になり、成品板の r 値が高くなかった。逆に本発明の範囲以上添加された実験番号44の材料は、熱延板組織は微細になるが成品板の r 値は低い。連続溶融めっきラインを通した本発明の範囲内の実験番号48の材料でも高い r 値が得られており、連続焼鈍以外の焼鈍プロセスでも本発明鋼は優れた特性を示す。表中には記していないが本発明鋼は r 値の異方性も低くなり、表中の本発明鋼では一般に Δr の絶対値が0.3以下であった。

【0024】

【表3】

表 3

実験 番号	材 料	仕上温度 (°C)	Ar ₃ ~ Ar ₁ +100 °Cの温 度域での全圧下率(%)	仕上圧延終了からAr ₃ -50 °Cまでの圧延速度 (C/s)	形状保持圧延 の圧下率(%)	加熱温度 (°C)	熱延板の板度 番号 (ASIN)	熱延板の急 冷度(%)	成り板 のr値	成り板の硬化 指数 (Pa)	本発明材料 ×
25	A	930	90	70	4	655	9.6	0.96	2.32	8	○
26	A	933	75	70	4	648	8.8	1.26	2.20	10	○
27	A	947	60	70	4	654	7.9	0.94	1.87	9	×
28	A	935	90	70	0.2	633	9.5	3.42	2.22	10	×
29	A	928	90	70	15	629	6.3	0.84	1.53	10	×
30	A	930	90	70	4	702	5.1	0.99	1.42	9	×
31	A	925	90	35	4	613	7.7	1.12	1.85	9	×
32	A	935	90	70	4	639	6.8	1.02	1.70	8	×
33	A	883	90	70	4	642	-	1.15	1.65	10	×
34	A	936	90	150	4	672	10.2	1.22	2.36	11	○
35	A	923	90	70	4	725	8.5	1.32	2.08	10	○
36	B	935	90	70	4	652	9.9	1.02	2.52	9	○
37	C	928	90	70	4	701	9.4	1.11	2.32	36	×
38	D	928	90	70	4	672	10.5	1.21	2.45	11	○
39	E	920	90	70	4	680	7.2	1.25	1.98	8	×
40	F	885	90	70	4	653	11.0	0.98	2.25	8	○
41	G	901	90	70	4	640	10.8	1.15	2.20	13	○
42	H	928	90	70	4	682	10.5	1.02	2.40	12	○
43	I	883	90	70	4	670	11.3	1.25	2.15	8	○
44	J	885	90	70	4	645	11.5	1.03	1.80	7	×
45	K	942	90	70	4	670	7.5	1.16	1.90	12	×
46	L	940	90	70	4	682	8.8	1.19	2.23	10	○
47	L	936	90	70	4	153	10.2	1.26	2.24	14	○
48	A	923	90	70	4	632	9.8	1.00	2.16	12	○

【0025】

【発明の効果】本発明によれば、熱延と冷却の条件を制御することにより、形状もよく、従来の冷延鋼板より高

いr値を持つ超加工性鋼板を製造することができ、今まで一回成形が不可能と思われていたプレス材料の加工が可能になり、工業的に価値の高い発明である。